

УДК 537.9:537.6:53.06

## СОЗДАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА БАЗЕ Fe/Nb

© 2023 г. А. А. Валидов<sup>1</sup>, \*, М. И. Насырова<sup>1</sup>, Р. Р. Хабибуллин<sup>1</sup>, И. А. Гарифуллин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Казанский физико-технический институт имени Е.К. Завойского – обособленное структурное подразделение  
Федерального государственного бюджетного учреждения науки “Федеральный исследовательский центр  
“Казанский научный центр Российской академии наук”, Казань, Россия

\*E-mail: validov@kfti.knc.ru

Поступила в редакцию 28.10.2022 г.

После доработки 15.11.2022 г.

Принята к публикации 26.12.2022 г.

Исследованы структуры Fe/Nb и Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb приготовленные на монокристаллических подложках MgO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при различных температурах подложки во время напыления. Обнаружено, что структуры, приготовленные при высоких температурах подложки (>600 К) на MgO демонстрируют наиболее стабильные, а главное воспроизводимые транспортные свойства образцов.

DOI: 10.31857/S0367676522700922, EDN: NOOMAK

### ВВЕДЕНИЕ

В конце прошлого века были предложены две теоретические модели сверхпроводящего спинового клапана (ССК). Первая конструкция Ф1/Ф2/С была предложена Санжиун О и др. в работе [1]. Вторая модель Ф1/С/Ф2 была предложена позже профессором Тагировым [2]. Здесь Ф1 и Ф2 – ферромагнитные слои, а С – сверхпроводящий слой. Принцип работы обеих моделей ССК одинаков. Базовым эффектом в конструкциях ССК является эффект близости сверхпроводник/ферромагнетик (С/Ф). Принцип работы ССК основан на том, что величина обменного поля от двух Ф-слоев, действующего на куперовскую пару из С-слоя, в случае параллельной (П) ориентации намагниченностей Ф-слоев больше, чем в случае антипараллельной (АП). Это разница приводит к более низкому значению температуры перехода в сверхпроводящее состояние в случае параллельной ориентации намагниченностей Ф-слоев ( $T_c^П$ ), чем при антипараллельной ориентации ( $T_c^{АП}$ ). Именно такая концепция работы ССК была представлена в работах [1, 2]. Как показывают эксперименты, это утверждение верно только для классического эффекта ССК с конструктивной квантовой интерференцией парной волновой функции сверхпроводящего конденсата. В случае же обратного эффекта ССК с деструктивной квантовой интерференцией парной волновой функции сверхпроводящего кон-

денсата в структурах ССК  $T_c^{АП}$  ниже, чем  $T_c^П$ . Данный эффект впервые был теоретически описан в работе Фомина и др. [3].

Конструкция ССК модели профессора Тагирова Ф1/С/Ф2 экспериментально исследовалась первой. В 2002 г. Гу и др. в работе [4] исследовали такую конструкцию и обнаружили величину эффекта ССК  $\Delta T_c = T_c^{АП}(\alpha = 180^\circ) - T_c^П(\alpha = 0^\circ)$  (где  $\alpha$  – угол между направлениями векторов намагниченностей ферромагнитных слоев) порядка 6 мК при ширинах сверхпроводящих переходов  $\partial T_c \sim 0.1$  К. Структуры сверхпроводящего спинового клапана являются перспективными моделями для создания различных логических устройств на их базе для нужд сверхпроводящей спинтроники. Главным условием для успешной работы ССК является:  $\Delta T_c > \partial T_c$ , где  $\Delta T_c = T_c^{АП} - T_c^П$ ;  $\partial T_c$  – ширина сверхпроводящего перехода. Это необходимо для того, чтобы существовала возможность полного включения/выключения сверхпроводящего тока. После работы Гу и др. [4] были исследованы различные структуры ССК (см., например, [5–8]).

В 2010 г. наша группа впервые экспериментально продемонстрировала полное переключение между нормальным и сверхпроводящим состояниями в структуре ССК Fe<sub>1</sub>/Cu/Fe<sub>2</sub>/In в работе [9], путем взаимного изменения направления векторов намагниченностей Ф-слоев. Таким образом, мы смогли контролировать сверхпроводящий ток в на-

ших системах. Для этой структуры были получены следующие результаты:  $\Delta T_c = 19$  мК и  $\partial T_c \sim 7$  мК. Наш интерес к модели ССК, предложенной Сан-жиун О и др. [1] связан с тем, что в работе [10] была косвенно продемонстрирована возможность достижения величины эффекта ССК  $\Delta T_c \sim 200$  мК. Таким образом, модель Ф1/Ф2/С выглядит для нас более перспективной для достижения максимальных величин эффекта ССК. После нашей работы [9] мы исследовали различные конструкции ССК с разнообразными ферромагнитными и сверхпроводящими материалами. Мы наблюдали знакопеременное осцилляционное поведение величины эффекта ССК от толщины слоя Ф2-слоя в работе [11]. Нашей группой были получены первые экспериментальные доказательства существования дальнедействующих триплетных компонент сверхпроводящего конденсата в структурах ССК в работе [12]. Далее наша группа занималась детальным изучением эффекта сверхпроводящего спинового клапана в различных конструкциях ССК, а также подбором материалов для достижения максимальных величин эффекта ССК [13–15]. Мы продемонстрировали гигантскую величину эффекта сверхпроводящего спинового клапана  $\Delta T_c$  более 0.5 К в магнитном поле 3.5 кЭ, что является рекордным значением величины эффекта ССК в этих магнитных полях для структур Ф1/Ф2/С [16–18].

На сегодняшний день, область знаний, связанная с созданием и исследованием классических моделей ССК хорошо изучена. Как показывают наши результаты [16–18] и результаты других групп [19], предельные значения эффекта ССК уже достигнуты при использовании различных сплавов и элементных ферромагнетиков в структурах Ф1/Ф2/С. В связи с этим необходимо начинать изучение конструкций ССК с нетривиальными подходами. Одним из таких подходов, может быть, исследование структур ССК на базе сегнетоэлектрических подложек. Мы уже приступили к исследованию таких структур [20]. В этих структурах возникает возможность управлять сверхпроводящим током с помощью электрического поля, а немагнитного как это было ранее.

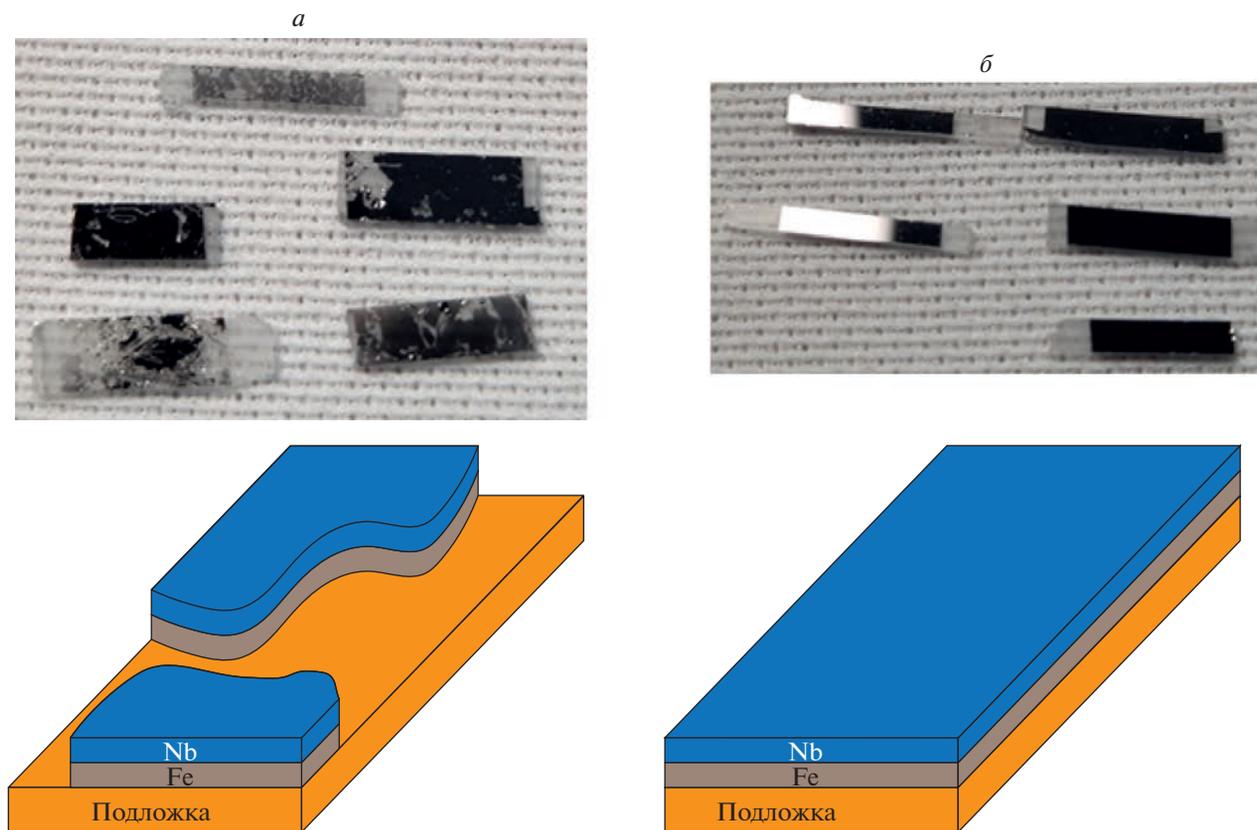
Здесь же мы предлагаем создавать и исследовать принципиально новые структуры сверхпроводящих спиновых клапанов. Работа новых структур построена за пределами классического эффекта близости сверхпроводник/ферромагнетик, т. к. в них будет отсутствовать прямой интерфейсный контакт между сверхпроводником и ферромагнетиком. Создание и исследование таких структур отчасти мотивировано работой [21]. В работе [21] продемонстрирована возможность достижения эффекта ССК порядка 300 мК в структурах с изо-

ляционными слоями. Однако это работа 1969 г. и далее такие структуры подробно не исследовались.

На первом этапе мы предлагаем создавать и исследовать структуры сверхпроводящего спинового клапана на базе железа (Fe) и ниобия (Nb). Во-первых, ниобий имеет широкое применение в качестве сверхпроводника в современной сверхпроводящей спинтронике, благодаря высокой температуре сверхпроводящего перехода. Во-вторых, в работах [22–24] наша группа продемонстрировала наличие “мертвой” зоны в интерфейсе Fe/Nb. Эта “мертвая” зона на границах Fe/Nb и Nb/Fe может успешно послужить в качестве изоляционных слоев на границе раздела ферромагнетик/сверхпроводник и сверхпроводник/ферромагнетик в структуре ССК. Для реализации ССК такой конструкции необходимо отладить технологию приготовления двухслойных систем Fe/Nb. В этой работе мы также отладили технологию приготовления трехслойных структур Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb, где оксид алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) – изоляционный слой. Как показывают наши исследования конструкции сверхпроводящего спинового клапана на базе Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb являются более перспективными для дальнейших исследований.

## ОБРАЗЦЫ

Была отлажена технология приготовления двухслойных Fe/Nb и трехслойных Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb систем на монокристаллических подложках MgO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Образцы готовились при различных температурах подложек ( $T_{\text{подложка}}$ ) в диапазоне от 300 до 700 К. Структуры были приготовлены на напылительной установке фирмы BESTEC в Казанском физико-техническом институте им. Е.К. Завойского. Образцы готовились в камере молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) с использованием классического метода электронно-лучевого испарения в сверхвысоком вакууме  $1 \cdot 10^{-9}$  мбар. Для приготовления структур были использованы сверхчистые мишени железа (Fe), алюминия (Al) и ниобия (Nb) с концентрацией примесей менее 0.01%. В структурах Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb оксид алюминия напылялся в два этапа. Сначала последовательно напылялись слои Fe и Al, после чего держатель образцов перемещался в загрузочный шлюз и выдерживался в течение 2 ч в атмосфере кислорода при давлении 100 мбар. Далее держатель снова возвращался в камеру МЛЭ для нанесения слоя Nb. Линейные размеры образцов на монокристаллических подложках составляли  $3 \times 7$  мм<sup>2</sup>. Скорость напыления слоев Fe и Al составляла 0.5 Å/с, скорость напыления сверхпроводящего слоя Nb составляла 1.5 Å/с. В камере МЛЭ установлено 4 различных мишени, что позволяет осуществлять напы-



**Рис. 1.** Модели и фотографии исследуемых образцов: серия образцов 1, приготовленные при  $T_{\text{подложка}} = 300$  К (а) и серия образцов 2, приготовленные при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К (б). Подробности о сериях образцов см. в табл. 1.

ление различных материалов в одном вакуумном цикле. Скорость осаждения контролировалась при помощи водоохлаждаемого кварцевого осциллятора, находящего непосредственно поблизости с образцами. Благодаря специальному самодельному держателю образцов существовала возможность приготовления 8 различных образцов за один вакуумный цикл. Также данный держатель позволяет варьировать температуру подложек во время приготовления. Держатель оборудован температурным датчиком и магнитными контактами для подключения к системе нагрева в сверхвысоком вакууме. Модели и фотографии образцов представлены на рис. 1. На рис. 1а представлены структуры, приготовленные при комнатной температуре подложки  $T_{\text{подложка}} = 300$  К (серия образцов 1). На рис. 1б представлены структуры, приготовленные при высокой температуре подложки  $T_{\text{подложка}} > 600$  К (серия образцов 2). Параметры исследуемых образцов представлены в табл. 1. Во время приготовления образцов варьировались температура подложек и толщины слоев.

Из рис. 1 видно, что структуры, приготовленные при комнатной температуре подложки, демон-

стрируют плохое качество образцов. Вероятнее всего, это связано с тем, что при  $T_{\text{подложка}} = 300$  К ниобий растет островками, что приводит к срыву всей структуры образца от поверхности подложки (см. рис. 1а). Этот факт не зависит от подложки, которую мы использовали. Одинаковые некачественные образцы получались на монокристаллических подложках  $\text{MgO}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Про необходимость нагрева во время синтеза пленок ниобия также указано в работе [25]. При этом стоит отметить, что повышение  $T_{\text{подложка}}$  до 400–500 К позволяло визуально стабилизировать образцы. Образцы выглядели идеально гладкими, как это представлено на рис. 1б, но обладали нестабильными транспортными свойствами. Это будет показано далее.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

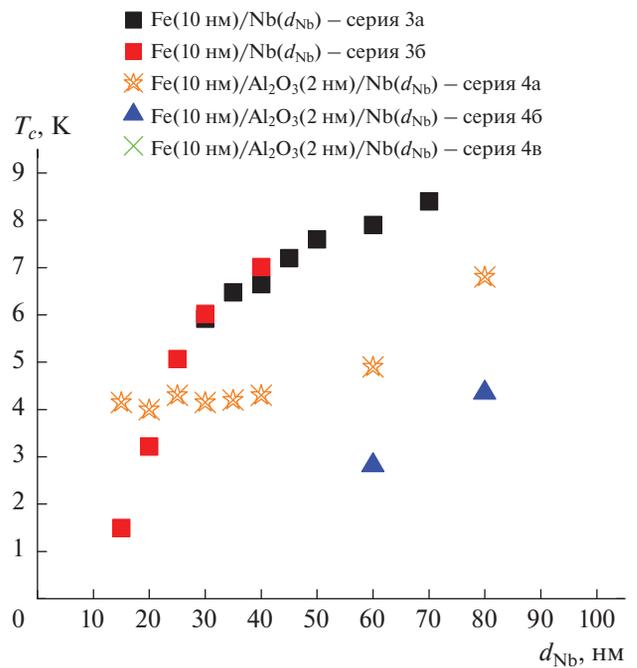
После того, как удалось визуально стабилизировать свойства образцов путем повышения  $T_{\text{подложка}}$  во время приготовления образцов, мы приступили к исследованию их транспортных свойств. Мы исследовали  $T_c$  наших систем. Мы хотели получить

**Таблица 1.** Параметры исследуемых образцов: серия 1 – Fe( $d_{Fe}$ )/Nb(60 нм); серия 2 – Fe( $d_{Fe}$ )/Nb (60 нм); серия 3а – Fe(10 нм)/Nb( $d_{Nb}$ ); серия 3б – Fe(10 нм)/Nb( $d_{Nb}$ ); серия 4а – Fe(10 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(2 нм)/Nb( $d_{Nb}$ ); серия 4б – Fe(10 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(2 нм)/Nb( $d_{Nb}$ ); серия 4в – Fe(10 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(2 нм)/Nb( $d_{Nb}$ )

Серия образцов	Номер образца	$d_{Fe}$ , нм	$d_{Nb}$ , нм	$T_{\text{подложка}}$ , К	Тип подложки
1	1	1	60	300	MgO
	2	1.5	60	300	MgO
	3	2	60	300	MgO
	4	1	60	300	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	5	2	60	300	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
2	1	1	60	700	MgO
	2	1.5	60	700	MgO
	3	2	60	700	MgO
	4	1	60	700	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	5	2	60	700	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3а	1	10	70	700	MgO
	2	10	60	700	MgO
	3	10	50	700	MgO
	4	10	45	700	MgO
	5	10	40	700	MgO
	6	10	35	700	MgO
	7	10	30	700	MgO
3б	1	10	40	700	MgO
	2	10	30	700	MgO
	3	10	25	700	MgO
	4	10	20	700	MgO
	5	10	15	700	MgO
	6	10	10	700	MgO
4а	1	10	80	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	2	10	60	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	3	10	40	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	4	10	35	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	5	10	30	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	6	10	25	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	7	10	20	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	8	10	15	400	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
4б	1	10	80	500	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	2	10	60	500	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	3	10	40	500	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
4в	1	10	80	700	MgO
	2	10	60	700	MgO
	3	10	40	700	MgO
	4	10	35	700	MgO
	5	10	30	700	MgO
	6	10	25	700	MgO
	7	10	20	700	MgO
	8	10	15	700	MgO
	9	10	10	700	MgO
	10	10	7	700	MgO
	11	10	5	700	MgO
	12	10	3	700	MgO

стабильные и воспроизводимые свойства наших образцов. Это было необходимо, чтобы в дальнейшем интегрировать двухслойные Fe/Nb и трехслойные Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb системы в конструкцию сверхпроводящего спинового клапана. Измерения  $T_c$  проводились путем записи сверхпроводящих переходов по изменению сопротивления при помощи стандартного 4-контактного метода на постоянном токе на установке, которая была создана на базе спектрометра ЭПР X-диапазона фирмы Bruker. В качестве контактов здесь использовались прижимные контакты из бериллиевой бронзы. В этом случае контакты являются стационарными, т.е. отсутствует необходимость нанесения новых контактов на образец от эксперимента к эксперименту. Была проведена серия экспериментов, которая позволила определить оптимальные параметры данных контактов. Измерения сопротивления образцов до и после экспериментов, показали, что контакты устойчивы к низкотемпературным измерениям и не изменяют своего положения на образце в ходе эксперимента.

Результаты по исследованию зависимости  $T_c$  от толщины слоя Nb ( $d_{Nb}$ ) для различных серий образцов, приготовленных при варьируемой  $T_{\text{подложка}}$ , представлены на рис. 2. На этом рисунке представлены результаты для пяти различных серий образцов: серии образцов 3а и 3б приготовлены при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К на монокристаллических подложках MgO; серии образцов 4а и 4б приготовлены при  $T_{\text{подложка}}$  равной 400 и 500 К, соответственно, на монокристаллических подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; серия образцов 4в приготовлена при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К на монокристаллических подложках MgO. Согласно результатам, представленным на рис. 2, видно, что свойства серий образцов 3а и 3б хорошо воспроизводятся. В обеих сериях есть повторяющиеся образцы, которые демонстрируют близкое значение  $T_c$  (см. рис. 2). Это говорит о хорошей воспроизводимости транспортных свойств образцов этих серий. Абсолютно обратный эффект наблюдается для серий образцов 4а и 4б. Согласно рис. 2, транспортные свойства образцов не воспроизводятся. При этом стоит подчеркнуть, что характер зависимости  $T_c$  от толщины сверхпроводящего слоя нехарактерен для таких структур. Стандартное поведение зависимости  $T_c$  от толщины сверхпроводящего слоя представлено на рис. 2 для серий образцов 3а, 3б, 4в. Таким образом, стоит предположить, что структуры, приготовленные при  $T_{\text{подложка}} < 600$  К на монокристаллических подложках MgO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> обладают нестабильными и невоспроизводимыми транспортными свойствами. Стоит подчеркнуть, что результат, представлен-



**Рис. 2.** Зависимость  $T_c$  от толщины Nb-слоя для пяти различных серий образцов: серии образцов 3а и 3б приготовлены при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К на монокристаллических подложках MgO; серии образцов 4а и 4б приготовлены при  $T_{\text{подложка}}$  равной 400 и 500 К, соответственно, на монокристаллических подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; серия образцов 4в приготовлена при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К на монокристаллических подложках MgO. Подробности о сериях образцов см. в табл. 1.

ный на рис. 2 для серии образцов 4в, также косвенно подтверждается результатами работы [25].

Для оценки качества приготовленных образцов при  $T_{\text{подложка}} > 600$  К на монокристаллических подложках MgO, а, именно, пленок ниобия в этих структурах, мы провели дополнительные измерения транспортных свойств. Мы исследовали зависимость остаточного сопротивления ( $RRR = R(300 \text{ К})/R(10 \text{ К})$ ) от толщины слоя Nb для серии образцов 3б. Результаты этих исследований представлены на рис. 3. Как видно, из рис. 3, значение  $RRR$  линейно зависит от толщины слоя Nb. Это стандартное поведение зависимости остаточного сопротивления от толщины сверхпроводящей пленки. Как правило это связано с тем, что с уменьшением толщины сверхпроводящей пленки, качество пленки ухудшается, и примесный вклад в сопротивление пленки возрастает. Зависимость на рис. 3 демонстрирует высокое значение  $RRR = 6$  для образцов с толщиной пленок  $d_{Nb} = 40$  нм. Это говорит о высоком качестве приготовленной сверхпроводящей пленки. В случае с пленками ниобия получение высоких значений  $RRR$  тяжело достижимо, это связано с тем, что

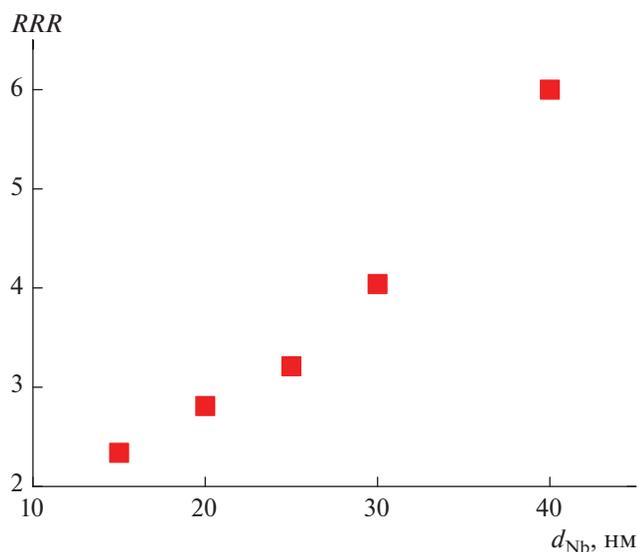


Рис. 3. Зависимость остаточного сопротивления ( $RRR = R(300 \text{ K})/R(10 \text{ K})$ ) от толщины слоя Nb для серии образцов 3б.

ниобий хороший гетер. Мы делаем акцент именно на этой толщине  $d_{\text{Nb}}$ , потому что согласно результатам, представленным на рис. 2, эта толщина является близкой к рабочей толщине для структур сверхпроводящего спинового клапана на базе двухслойных систем Fe/Nb. Таким образом, результат на рис. 3, также подтверждает необходимость приготовления двухслойных Fe/Nb и трехслойных Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb систем при  $T_{\text{подложка}} > 600 \text{ K}$ , так как это позволяет достичь высоких значений  $RRR$  пленок ниобия вблизи рабочих толщин структур ССК.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы двухслойные Fe/Nb и трехслойные Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb системы, приготовленные при различных температурах монокристаллических подложек MgO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Эти системы в дальнейшем планируется интегрировать в систему сверхпроводящего спинового клапана, работа которого будет построена за пределами классического эффекта близости сверхпроводник/ферромагнетик. Согласно результатам наших исследований, двухслойные Fe/Nb и трехслойные Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb системы, приготовленные при высоких температурах подложки (>600 K) на MgO демонстрируют наиболее стабильные, а главное воспроизводимые транспортные свойства образцов. Таким образом, структуры, приготовленные при высоких температурах подложки (>600 K) на MgO, являются наиболее перспективными для их интеграции в структуру сверхпроводящего спинового клапана.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-22-00916).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Youm S., Oh D., Beasley M.R. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 71. No. 16. P. 2376.
2. Tagirov L.R. // Physica C. 1998. V. 307. P. 145.
3. Fominov Ya.V., Golubov A.A., Karminskaya T.Yu. et al. // Письма в ЖЭТФ. 2010. Т. 91. С. 329; Fominov Ya.V., Golubov A.A., Karminskaya T.Yu. et al. // JETP Lett. 2010. V. 91. No. 6. P. 329.
4. Gu J.Y., You C.-Y., Jiang J.S. et al. // Phys. Rev. Lett. 2002. V. 89. Art. No. 267001.
5. Gu Yu., Halász G.B., Robinson J.W.A., Blamire M.G. // Phys. Rev. Lett. 2015. V. 115. Art. No. 067201.
6. Garifullin I.A., Leksin P.V., Garif'yanov N.N. et al. // J. Magn. Magn. Mater. 2015. V. 373. P. 18.
7. Linder J., Robinson J.W.A. // Nature Phys. 2015. V. 11. P. 307.
8. Blamire M.G., Robinson J.W.A. // J. Phys. Cond. Matter 2014. V. 26. Art. No. 453201.
9. Leksin P.V., Garif'yanov N.N., Garifullin I.A. et al. // Appl. Phys. Lett. 2010. V. 97. Art. No. 102505.
10. Westerholt K., Sprungmann D., Zabel H. et al. // Phys. Rev. Lett. 2005. V. 95. Art. No. 097003.
11. Leksin P.V., Garif'yanov N.N., Garifullin I.A. et al. // Phys. Rev. Lett. 2011. V. 106. Art. No. 067005.
12. Leksin P.V., Garif'yanov N.N., Garifullin I.A. et al. // Phys. Rev. Lett. 2012. V. 109. Art. No. 057005.
13. Leksin P.V., Garif'yanov N.N., Kamashev A.A. et al. // Phys. Rev. B. 2015. V. 91. Art. No. 214508.
14. Leksin P.V., Garif'yanov N.N., Garifullin I.A. et al. // Phys. Rev. B. 2016. V. 93. Art. No. 100502(R).
15. Leksin P.V., Kamashev A.A., Schumann J. et al. // Nano Res. 2016. V. 9. P. 1005.
16. Kamashev A.A., Garif'yanov N.N., Validov A.A. et al. // Beilstein J. Nanotechnol. 2019. V. 10. P. 1458.
17. Kamashev A.A., Garif'yanov N.N., Validov A.A. et al. // Письма в ЖЭТФ. 2019. Т. 110. № 5. С. 325; Kamashev A.A., Garif'yanov N.N., Validov A.A. et al. // JETP Lett. 2019. V. 110. P. 342.
18. Kamashev A.A., Garif'yanov N.N., Validov A.A. et al. // Phys. Rev. B. 2019. V. 100. Art. No. 134511.
19. Singh A., Voltan S., Lahabi K., Aarts J. // Phys. Rev. X. 2015. V. 5. Art. No. 021019.
20. Kamashev A.A., Leontyev A.V., Garifullin I.A. et al. // Ferroelectrics. 2022. V. 592. No. 1. P. 123.
21. Deutscher G., Meunie F. // Phys. Rev. Lett. 1969. V. 22. P. 395.
22. Mühge Th., Garif'yanov N.N., Goryunov Yu.V. et al. // Phys. Rev. Lett. 1996. V. 77. P. 1857.
23. Mühge Th., Westerholt K., Zabel H. et al. // Phys. Rev. B. 1997. V. 55. Art. No. 8945.
24. Mühge Th., Theis-Bröhl K., Westerholt K. et al. // Phys. Rev. B. 1998. V. 57. Art. No. 5071.
25. Янилкин И.В., Гумаров А.И., Rogov A.M. и др. // ЖТФ. 2021. Т. 91. № 2. С. 275; Yanilkin I.V., Gumarov A.I., Rogov A.M. et al. // Tech. Phys. 2021. V. 66. No. 2. P. 263.

**Creation and investigation of thin-film heterostructures based on Fe/Nb****A. A. Validov<sup>a, \*</sup>, M. I. Nasyrova<sup>a</sup>, R. R. Khabibullin<sup>a</sup>, I. A. Garifullin<sup>a</sup>**<sup>a</sup> *Zavoisky Physical-Technical Institute, FRC Kazan Scientific Center of the Russian Academy Sciences, Kazan, 420029 Russia**\*e-mail: validov@kfti.knc.ru*

Fe/Nb-based thin-film heterostructures prepared under various conditions are studied. Here, Fe/Nb and Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Nb structures prepared on MgO and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> single-crystal substrates at various substrate temperatures during deposition were studied. According to the results of our studies, the structures prepared at high substrate temperatures (>600 K) on MgO demonstrate the most stable and, most importantly, reproducible transport properties of the samples.